

**PATENT ABSTRACTS OF JAPAN**

(11)Publication number : 2003-027171

(43)Date of publication of application : 29.01.2003

---

(51)Int.Cl. C22C 21/02  
B21B 3/00  
B21C 1/00  
B22D 11/00  
B22D 11/12  
C22F 1/043  
// C22F 1/00

---

(21)Application number : 2001-216763

(22)Date of filing : 17.07.2001

(71)Applicant : SUMITOMO ELECTRIC IND LTD

(72)Inventor : SATO SHINICHI  
KATO TAKAYUKI  
IDETO KIICHI  
NOJIRI MASASHI  
IKEDA TOSHIYA  
NAKAI YOSHIHIRO  
KISHIKAWA YOSHIKI  
UTSUNOMIYA KIYOTAKA

---

**(54) WEAR RESISTANT ALUMINUM ALLOY LONG-LENGTH BODY, PRODUCTION METHOD THEREFOR AND PISTON FOR CAR AIR CONDITIONER**

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a wear resistant aluminum alloy long-length body which has excellent shear cuttability and can be subjected to die peeling treatment, and to provide a production method therefor.

SOLUTION: The wear resistant aluminum alloy long-length body has a composition containing, by mass, 7 to 13% Si, 0.001 to 0.3% Fe, 2.0 to 5.0% Cu, 0.3 to 1.0% Mg, 0.001 to 0.3% Mn, 0.001 to 0.3% Cr, 0.003 to 0.03% Sr and 0.005 to 0.05% Ti, and the balance Al with inevitable impurities. The size of Si particles present in the inside is  $\leq 10 \mu\text{m}$  by the average value, and is  $\leq 30 \mu\text{m}$  by the maximum value, and the size of Si particles in the range from the surface layer to a depth of 1.5 mm lies in the range of  $\leq 6 \mu\text{m}$  by the maximum value. The Al alloy has a crystal structure of one kind selected from the group consisting of a hot rolled structure, a recrystallized structure and a mixed structure of a hot rolled structure and a recrystallized structure.

\* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

CLAIMS

---

[Claim(s)]

[Claim 1] More than 0.001 mass % for silicon iron Below 0.3 mass %. [ more than 7 mass % ] [ below 13 mass % ] More than 0.3 mass % for copper magnesium Below 1.0 mass %. [ more than 2.0 mass % ] [ below 5.0 mass % ] More than 0.001 mass % for manganese chromium Below 0.3 mass %. [ more than 0.001 mass % ] [ below 0.3 mass % ] Below as for 0.05 mass %, titanium is included [ more than 0.003 mass % / below 0.03 mass % / more than 0.005 mass % ] for strontium, A size of silicon particles which exist in an inside by the remainder consisting of aluminum and an inevitable impurity by average value 10 micrometers or less, A size of 30 micrometers or less and silicon particles in a range from a surface to a depth of 1.5 mm is in the range of 6 micrometers or less at the maximum by the maximum, And a wear-resistant aluminum alloy long body which are one sort of organizations as which the crystalline structure of an aluminum alloy was chosen from a group which consists of a mixed organization of hot rolling structure, recrystallized structure, and hot rolling structure and recrystallized structure.

[Claim 2] The wear-resistant aluminum alloy long body according to claim 1 which exceeds 0.2 mass % and as for which below 0.3 mass % contains iron.

[Claim 3] The wear-resistant aluminum alloy long body according to claim 1 or 2 which has surface hardness within the limits of 90 or less [ 50 or more ] with an F scale of Rockwell hardness.

[Claim 4] A wear-resistant aluminum alloy long body given in any 1 paragraph from claim 1 to claim 3 whose surface roughness is 10 micrometers or less in Rmax.

[Claim 5] A wear-resistant aluminum alloy long body given in any 1 paragraph from claim 1 to claim 4 which has the surface where dice scalping processing was performed.

[Claim 6] A piston for car air conditioners which equipped any 1 paragraph from claim 1 to claim 5 with a wear-resistant aluminum alloy long body of a statement.

[Claim 7] A manufacturing method of a wear-resistant aluminum alloy long body characterized by comprising the following. A process of obtaining a cast body by carrying out continuous casting of the aluminum alloy so that secondary branch intervals of a dendrite may be set to 40 micrometers or less.

A process of acquiring a rolling object by hot-rolling said cast body with not less than 40% of workability in not less than 350 \*\* a temperature requirement 500 \*\* or less.

A process of heat-treating said rolling object in not less than 300 \*\* a temperature requirement 480 \*\* or less for 50 or less hours for 2 hours or more.

[Claim 8] A manufacturing method of the wear-resistant aluminum alloy long body according to claim 7 which equips the surface of said rolling object with a process of performing dice scalping processing, further after said process to heat-treat.

[Claim 9] A manufacturing method of the wear-resistant aluminum alloy long body according to claim 8 which surface hardness of said rolling object controls by an F scale of Rockwell hardness within the limits of 85 or less [ 45 or more ] before a process of performing said dice scalping processing.

[Claim 10] A manufacturing method of the wear-resistant aluminum alloy long body according to claim 8 or 9 whose amount of scalping according [ on a process of performing said dice scalping processing, and ] to a dice is 1 mm or less.

---

[Translation done.]

## \* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

## DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention]This invention relates to the piston for car air conditioners provided with a wear-resistant aluminum alloy long body excellent in shearing nature, a manufacturing method for the same, and its wear-resistant aluminum alloy long body.

[0002]

[Description of the Prior Art]0.3–1.0 mass %, 2.0 to 5.0 mass %, and magnesium for seven to 13 mass %, and copper the included cast aluminum alloy, [ silicon ] While it is lightweight, it is used for members, such as a piston for car air conditioners with these high demand characteristics, from the outstanding abrasion resistance and mechanical property. In order to reconcile abrasion resistance and a mechanical property, the quantity of the silicon particles to crystallize is controlled by this kind of alloy.

[0003]For example, typical its high intensity and wear-resistant aluminum alloy are proposed by JP,64–17834,A. The aluminum alloy indicated by this gazette is cast and manufactured with a high cooling rate by the continuous casting process of a fixed mold method, and a semi-continuous casting method. The size of the silicon particles which crystallized the internal tissue of the cast bar manufactured in this process is 8 micrometers or less.

The size is distributed a set and uniformly.

In the case of this aluminum alloy, for the minuteness making of silicon particles, below 0.25 mass % adds titanium and boron in that sum total, and it is cooled and manufactured at not less than 4 \*\*/sec in speed after casting. As a result, surface hardness is controlled by the F scale of Rockwell hardness by 67–75. Optimum dose of alloy contents are added and the toughness of the matrix of an aluminum alloy is improved. This is for solving the problem that a smooth cutting plane is hard to be acquired, when a crack is transmitted to this silicon particle that carries out a segregation and changes direction at the time of shearing, since silicon particles are carrying out [ the cast bar used with cast structure ] the segregation to the grain boundary at the time of coagulation.

[0004]By these devices, the aluminum alloy indicated by the above-mentioned gazette becomes the so-called good thing of the shearing nature which cannot receive \*\*-like damage easily while the sheared surface becomes flat, when cutting in Shache.

[0005]However, in the manufacturing method of the aluminum alloy indicated by the above-mentioned gazette, while the facility cost for performing forced cooling after casting increased, there was a problem of decline in the productive efficiency by the formation of half-continuation of a manufacturing process.

[0006]

[Problem(s) to be Solved by the Invention]For this reason, this invention persons have studied the manufacturing method for moreover raising the productive efficiency at the time of continuous casting, without performing the above rapid cooling processes. As a result, although the range of the particle size distribution of silicon particles spread, according to the continuous casting process with higher productive efficiency which combined the continuous casting machine of the movable mold method represented by the pro PERUCHI type continuous casting machine, and hot-rolling, it turned out that the alloy excellent in shearing nature is obtained.

[0007]The continuous casting rolled stock obtained by the way this invention persons are advancing research Hot rolling structure, recrystallized structure, Or since it consists of either of the mixed organizations of hot rolling structure and recrystallized structure, when Shache shears, a section better than the conventional cast bar in which big and rough silicon particles are carrying out the segregation to the grain boundary of the matrix is shown.

[0008]In a casting process, a perspiration belt, a ripple mark, a trauma, etc. arise on the surface of an ingot. Since a cutting crack arises at the time of shearing, a forging crack arises at the time of a forge and fatigue strength etc. fall in a final product when not removing these defects, surface cutting processing is usually performed before shearing.

[0009]Such surface cutting of a long body has the dice scalping processing shaved off with the dice which is shaved off with a cutting tool, and which was peeling-processed and was fixed.

[0010]Drawing 4 shows the peeling processing which shaves off the surface of the work material 1 using the byte 2 as a cutting tool. Drawing 5 shows dice scalping processing in which the surface of the work material 1 is shaved off with the fixed dice 4. Generally, the dice scalping processing has productivity higher than peeling processing. However, in the casting process by the fixed mold method held from the former also including the manufacturing method indicated by JP,64–17834,A, from the restrictions described below, since it is difficult to perform dice scalping processing, peeling processing has been used.

[0011]First, since the organization consists of cast structure, the cast bar manufactured by the continuous casting process of the fixed mold method cannot perform dice scalping processing. Dice scalping processing uses the dice which

comprises one pair of centering dices 3, and the scalping dice 4, as shown in drawing 5. The centering dice 3 performs cold work to a work material slightly for the alignment of the work material 1 introduced into the scalping dice 4. Under the present circumstances, the cast bar as a work material cannot bear that cold work, but is fractured.

[0012]On the other hand, since hot rolling structure is formed of the hot rolling process, continuous casting rolled stock is rich in processability as compared with a cast bar, and cold work is also possible for it. However, in the aluminum alloy of the presentation indicated so far, when dice scalping processing of the continuous casting rolled stock is carried out, problems, such as a fracture and peeling (surface deterioration) of the surface, arise.

[0013]Then, while the purpose of this invention is excellent in shearing nature. [ which can perform dice scalping processing ] It is providing the piston for car air conditioners provided with a wear-resistant aluminum alloy long body which combines high fatigue strength and high abrasion resistance, a manufacturing method for the same, and its wear-resistant aluminum alloy long body.

[0014]

[Means for Solving the Problem]A wear-resistant aluminum alloy long body according to this invention, More than 0.001 mass % iron (Fe) for silicon (Si) Below 0.3 mass % [ more than 7 mass % ] [ below 13 mass % ] More than 0.3 mass % magnesium (Mg) for copper (Cu) Below 1.0 mass % [ more than 2.0 mass % ] [ below 5.0 mass % ] More than 0.001 mass % chromium (Cr) for manganese (Mn) Below 0.3 mass % [ more than 0.001 mass % ] [ below 0.3 mass % ] More than 0.003 mass % strontium (Sr) Below 0.03 mass %. The remainder consists of aluminum (aluminum) and an inevitable impurity, below 0.05 mass % including [ more than 0.005 mass % ] titanium (Ti), A size of silicon particles which exist in an inside at 10 micrometers or less and the maximum with average value 30 micrometers or less, They are one sort of organizations chosen from a group which a size of silicon particles in a range from a surface to a depth of 1.5 mm is in the range of 6 micrometers or less at the maximum, and the crystalline structure of an aluminum alloy becomes from a mixed organization of hot rolling structure, recrystallized structure, and hot rolling structure and recrystallized structure.

[0015]Especially in a wear-resistant aluminum alloy long body of this invention, as for iron content, in order to aim at improvement in dice scalping nature, it is preferred to exceed 0.2 mass % and to make it a range below 0.3 mass %.

[0016]In a wear-resistant aluminum alloy long body of this invention, in order to improve especially shearing nature, it is preferred that surface hardness of an aluminum alloy is within the limits of 90 or less [ 50 or more ] in an F scale of Rockwell hardness.

[0017]In order to prevent a crack deviation by surface unevenness in the case of shearing processing, it is preferred that surface roughness of an aluminum alloy shall be 10 micrometers or less by Rmax.

[0018]As for a piston for car air conditioners according to this invention, it is preferred to use a wear-resistant aluminum alloy long body provided with above-mentioned composition.

[0019]A manufacturing method of a wear-resistant aluminum alloy long body according to this invention is provided with the following processes.

[0020](a) A process of obtaining a cast body by carrying out continuous casting of the aluminum alloy so that secondary branch intervals of a dendrite may be set to 40 micrometers or less.

[0021](b) A process of acquiring a rolling object by hot-rolling a cast body with not less than 40% of workability in 350 or more \*\* a temperature requirement 500 \*\* or less.

[0022](c) A process of heat-treating a rolling object in 300 or more \*\* a temperature requirement 480 \*\* or less in 50 or less hours for 2 hours or more.

[0023]By manufacturing an aluminum alloy long body using the above-mentioned manufacturing method, dice scalping processing of an acquired rolling object becomes easy.

[0024]Incidentally, if it sees also to an aluminum alloy indicated by JP,64-17834,A micro, dendrite-like secondary particles exist in it as feathers-like Akira slightly, but if it sees macroscopically, it will be an organization which makes a columnar crystal a subject, and it differs from an organization of an aluminum alloy obtained by this invention.

[0025]In a manufacturing method of a wear-resistant aluminum alloy long body of this invention, it is preferred to perform dice scalping processing to the surface of a rolling object after a process to heat-treat.

[0026]When performing dice scalping processing, it is preferred to control surface hardness of a rolling object by an F scale of Rockwell hardness within the limits of 85 or less [ 45 or more ] before a process of performing dice scalping processing. As for the amount of scalping by a dice, in a process of performing dice scalping processing, it is preferred that it is 1 mm or less.

[0027]A wear-resistant aluminum alloy long body of this invention is suitable for a use with wear-resistant high demand characteristics like a piston for car air conditioners, for example. That is, abrasion resistance improves by leaps and bounds by carrying out continuous casting rolling by arranging a processed surface which intersects perpendicularly with a flow (alignment) of a longitudinal direction produced in an organization of an obtained aluminum alloy to a shoe holder part in a portion made into a sliding surface, for example, a piston of a swash plate type compressor.

[0028]

[Embodiment of the Invention]Below, an embodiment of the invention is described in detail.

[0029]The reason for limitation of the content of each constituent element in the aluminum alloy of this invention is as follows.

[0030]Addition of copper and magnesium determines intensity, if there is too little such quantity, it runs short of intensity, and an embrittlement action is shown when too large. For example, in the use as which high abrasion resistance is required like the piston for car air conditioners, if abrasion resistance and dice scalping nature are taken into consideration, in more than 0.3 mass %, copper content needs to be [ more than 2.0 mass % / below 5.0 mass % / the content of magnesium ] within the limits below 1.0 mass %.

[0031]As for silicon, the addition, particle diameter, and particle size distribution affect abrasion resistance and fatigue

strength. Control of particle diameter and particle size distribution is performed by casting in the cooling rate large [ however ] and comparatively high in JP,64-17834,A depending on a manufacturing method. On the other hand, in this invention, since distribution and dispersion of a cooling rate are permitted, there is a tendency for the size of the silicon particles to crystallize to become large, but. By controlling that the size of silicon particles becomes large by addition of strontium unlike the manufacturing method indicated by JP,64-17834,A, and easing dispersion in the particle diameter of silicon particles by heat treatment further, The particle diameter and particle size distribution of silicon particles are controllable. However, although strontium is effective to the minuteness making of primary crystal silicon, the addition is carried out [ more than 0.003 mass % ] within the limits below 0.03 mass %. If the content of strontium exceeds 0.03 mass %, gas absorption will become intense while the minuteness making effect of silicon particles is saturated. If the content of strontium is less than 0.003 mass %, the minuteness making effect of silicon particles will not be accepted.

[0032]In the case of the aluminum alloy of this invention, the upper limit of the addition of silicon is restricted at eutectic composition. For this reason, since expansion of an eutectic point is accepted in the coagulation of a nonequilibrium state, the upper limit of the content of silicon is taken as 13 mass %. On the other hand, since an aluminum alloy primary phase (alpha phase) will be made big and rough if there is little content of silicon, the lower limit of the content of silicon is made into 7 mass %.

[0033]Titanium is required in order to carry out minuteness making of the alpha phase. When less than 0.005 mass %, the minuteness making effect of the content of titanium is small, and the effect is small even if it adds exceeding 0.05 mass %.

[0034]As for the content of chromium, as for iron content, below 0.3 mass % carries out [ more than 0.001 mass % / below 0.3 mass % / more than 0.001 mass % / below 0.3 mass % / more than 0.001 mass % ] content of manganese.

[0035]Since it becomes easy to form other alloying elements in an alloy, and big and rough crystallized material at the time of the coagulation of an aluminum alloy and the mechanical property of an alloy may be spoiled if there is too much iron content, below 0.3 mass % carries out iron content. Therefore, below 0.3 mass % carries out for the same reason also with the content of manganese and chromium which form iron and big and rough crystallized material.

[0036]As for iron content, in order to raise both shearing nature and scalping nature, it is desirable that exceed 0.2 mass % and below 0.3 mass % carries out.

[0037]In order to prevent the deviation phenomenon of the crack at the time of shearing in this invention, In order to secure the dice scalping nature mentioned later, while it shall be referred to as 10 micrometers or less by average value and the size of the silicon particles which exist in an inside shall be 30 micrometers or less at the maximum, the size of the silicon particles in the range from a surface to a depth of 1.5 mm shall be 6 micrometers or less at the maximum.

[0038]Thus, if size of silicon particles is not controlled, if more than 3.0 mass % becomes more than 0.5 mass %, respectively as for within the limits of the aluminum alloy composition of this invention, the content of copper and magnesium, The aluminum alloy which has the dice scalping nature which was excellent with the outstanding shearing nature cannot be obtained. The relation of the reason and organization of the aluminum alloy of this invention is considered as follows.

[0039]If big silicon particles which exceed 30 micrometers inside an aluminum alloy exist, at the time of shearing, it will become easy to deflect a crack. While modification of material becoming large and becoming easy to produce an opening around big silicon particles if a proper crack is not produced when load of the shearing force is carried out to the stage in early stages of shearing, i.e., the surface, silicon particles are damaged and a crack deviates. Thus, if the deformation of material becomes large, silicon particles smaller than 30 micrometers will also cause a crack deviation. For this reason, it becomes easy to produce the phenomenon in which a crack deviation and modification influence each other. Therefore, in order to produce a proper crack in the stage in early stages of shearing, the maximum also needs to set to 6 micrometers or less the size of the silicon particles which exist in the range to a depth of 1.5 mm at least from a surface.

[0040]At this time, as it sees after casting of the aluminum alloy indicated by JP,64-17834,A, silicon particles, Since it will be transmitted to the field of high-density silicon particles and will deviate and progress if a crack puts it in another way as silicon particles being the eutectic structure which crystallized with high density to the grain boundary of the matrix along the grain boundary easily, the smooth nature of the cutting fracture surface is lost. Therefore, without producing the deviation of a crack at the time of shearing, in order to perform shearing, the aluminum alloy of this invention is controlled to have one organization of the mixed organizations of the hot rolling structure which canceled cast structure, recrystallized structure, or hot rolling structure and recrystallized structure.

[0041]The hardness of material also affects shearing nature. If the deformation of material becomes large before a crack occurs in the stage in early stages of shearing as mentioned above, it will act so that silicon particles smaller than 30 micrometers may also deflect a crack. For this reason, as for surface hardness, it is preferred that it is 50 or more in the F scale of Rockwell hardness. As for the range of surface hardness, since generating of the initial crack in the surface of material will become sensitive on the other hand at surface roughness if surface hardness becomes larger than 90 with the F scale of Rockwell hardness, it is preferred that it is 90 or less [ 50 or more ] in the F scale of Rockwell hardness.

[0042]Since the surface roughness of material also affects shearing nature, it is preferred that it is 10 micrometers or less in Rmax.

[0043]In this invention, what carried out dice scalping processing of the aluminum alloy long body which has the above-mentioned feature as what is most excellent in shearing nature further is proposed. Since [ which is produced inevitably / being spiral ] it grinds and an eye level difference is not produced, it does not make the deviation of a crack cause in connection with this level difference at the time of shearing in peeling processing, while dice scalping processing removes surface discontinuity.

[0044]When copper and magnesium which are added in order to raise mechanical intensity are included so much, since the work-hardening ability of these ingredients is high, an aluminum alloy attains and produces the fracture of the material produced at the time of dice scalping processing in a working limit. In order to prevent this fracture, it is usually

necessary to lower hardness by softening processing. On the other hand, if hardness falls by softening processing, it will become easy to produce peeling at the time of dice scalping processing. In order to conquer these opposite technical problems, as mentioned above, the size of silicon particles is controlled by this invention.

[0045] That is, as a result of this invention persons' advancing investigation about an improvement of the material fracture at the time of dice scalping processing, and control of generating of peeling, it turned out that the size of the silicon particles which exist in the inside of material is participating in the material fracture first. That is, if the silicon particles of the size over 30 micrometers exist in the inside of material, material will carry out a KAPPI fracture easily. For this reason, the maximum shall also be 30 micrometers or less and the size of silicon particles sets it to 20 micrometers or less preferably.

[0046] In order to control generating of peeling, it is effective to raise the surface hardness of material and it is desirable to raise surface hardness in consideration of work hardening at the time of dice scalping within limits which are not fractured during dice scalping processing. Although proper hardness changes with content of copper and magnesium, in order to make surface hardness after dice scalping processing or less [ 50 or more ] into 90 with the F scale of Rockwell hardness as hardness suitable for shearing, specifically, It is preferred to adjust the surface hardness before dice scalping processing with the F scale of Rockwell hardness within the limits of 85 or less [ 45 or more ].

[0047] In order to make the surface after scalping processing smooth, the maximum also sets the size of the silicon particles which exist in the surface to remove to 6 micrometers or less. The big drag crack of silicon particles occurs at the time of dice scalping processing at the same time it will become easy to deflect a crack at the time of shearing, if the size of silicon particles exceeds 6 micrometers in a surface.

[0048] Good scalping processing is attained by control of the size of these silicon particles.

[0049] Even if cast structure is used as a base and control of such size of silicon particles performs it, it cannot obtain material of outstanding shearing nature like this invention, and dice scalping nature. That is, in the aluminum alloy of this invention, since the crystalline structure comprises one organization of the mixed organizations of hot rolling structure, recrystallized structure, or hot rolling structure and recrystallized structure, the aluminum alloy excellent in both shearing nature and dice scalping nature can be obtained.

[0050] The amount of scalping at the time of dice scalping processing is also set to one of the important manufacturing conditions. Since material loss will increase while resistance increases in a scalping dice and material fractures if the amount of scalping becomes excessive, it is preferred that it is 1 mm or less. Still more preferably, in order to remove surface discontinuity, the amount of scalping is 0.01 mm or more 1 mm or less.

[0051] In order to obtain the internal tissue of an above-mentioned aluminum alloy, it is good to manufacture an aluminum alloy long body using the continuous casting rolling method which combined the casting machine and hot rolling mill of the movable mold method fundamentally. This is because recrystallization particles become large easily and the cold work of the obtained material becomes difficult, when the method of performing casting and rolling of a batch method is adopted.

[0052] However, if the cooling rate at the time of casting is not controlled so that secondary branch intervals of a dendrite are set to 40 micrometers or less, it cannot obtain size of the silicon particles controlled as mentioned above. Thus, when secondary branch intervals of a dendrite are 40 micrometers or less, the size of the compound of an iron system which deposits after casting also becomes small. When manufacturing a long body with the continuous casting rolling method of this invention using the constituent which consists of a fundamental component of the aluminum alloy of this invention, if secondary branch intervals of this dendrite are not controlled specially, in casting, it will become easy to make size of the compound of an iron system big and rough. Therefore, in not controlling secondary branch intervals of a dendrite, unless it controls iron content below to 0.2 mass %, the shearing nature and dice scalping nature by this invention cannot be attained. In this case, it is necessary to also control similarly manganese and chromium which form iron and a compound at the time of casting to the content below 0.25 mass %.

[0053] However, in the manufacturing method of this invention, By controlling a secondary dendrite branch interval to 40 mm or less, iron content to 0.3 mass %, It becomes possible to raise the content of manganese and chromium to 0.3 mass %, respectively, iron content exceeds 0.2 mass % especially as mentioned above, and the alloy which was excellent in both shearing nature and dice scalping nature also in the field below 0.3 mass % comes to be obtained.

[0054] However, if iron content increases more than 0.3 mass %, the compound of an iron system of the size over 20 micrometers will generate, and it will become a cause of a KAPPI fracture like big and rough silicon particles at the time of dice scalping processing.

[0055] In the manufacturing method of this invention, after casting, rolling temperature is made into the not less than 350 \*\* range of 500 \*\* or less, and it hot-rolls with not less than 40% of workability. This workability is workability required in order to make cast structure the mixed organization of hot rolling structure, recrystallized structure, or hot rolling structure and recrystallized structure. Let rolling temperature be the above-mentioned range because rolling becomes difficult with work hardening and rolling becomes difficult by the grain community crack over 500 \*\* at less than 350 \*\*. Even if it rolls round the aluminum alloy after the end of hot-rolling to a coiled form, it may be cut to standard size and may be made into a bar, but in order to employ the advantage of dice scalping processing efficiently, winding around a coiled form is preferred.

[0056] As for the aluminum alloy of a coiled form or a bar, heat treatment is performed in 50 or less hours in not less than 300 \*\* a temperature requirement 480 \*\* or less for 2 hours or more for hardness adjustment, adjustment of the particle diameter of silicon particles, and control of a crystal grain. In heat treating time, heat treatment temperature becomes extremely long too much in less than 300 \*\*. If heat treatment temperature exceeds 480 \*\*, when the copper system compound crystallized by the nonequilibrium state at the time of coagulation will shift to an equilibrium situation on the other hand, while producing a small void according to the difference of the material balance, it is for the quantity of the dissolving copper to increase. Since the void generated at the time of dice scalping processing serves as a starting point

of destruction and the copper which dissolved enlarges work-hardening ability, dice scalping processing is made difficult.  
[0057]

[Example] Hereafter, the example of this invention is described.

[0058] The sample which has three kinds of different internal tissue was produced to each presentation of this invention presentation shown in Table 1, and a comparison presentation (unit: mass %). It is as having made it correspond to presentation No. and the feature of three kinds of internal tissue having been shown in the column on the left-hand side of Table 2. The sample which has the internal tissue (1) and (2) was produced with the pro PERUCHI continuous casting machine. The sample which has internal tissue (3) was produced with the horizontal-type continuous casting machine.

[0059] The cross-section area of the casting material produced with a pro PERUCHI continuous casting machine is

$2$   
3500-mm<sup>2</sup>, and the degree of \*\*\*\*\* to the casting machine of a molten metal was 650 \*\* – 690 \*\*. The casting material produced with the pro PERUCHI continuous casting machine was hot-rolled at the temperature of 420 \*\* within 5 minutes after the completion of coagulation, and was used as a long body 30 mm in diameter. This long body was rolled round to a coiled form 1.7 m in diameter. The workability at this time was 80% in the reduction of area. On the occasion of production of a sample using a pro PERUCHI continuous casting machine, internal tissue (1) should carry out continuous casting of what carried out continuous casting so that secondary branch intervals of a dendrite might be set to 40 micrometers or less, and the internal tissue (2) so that secondary branch intervals of a dendrite might be set to 50 micrometers or less. In internal tissue (1), in order to attain a earlier cooling rate, what changed the quality of a mold material into the copper alloy, and produced it from steel alloys with the increase in the number of cooled nozzles of a pro PERUCHI casting machine and the increase in a circulating water flow was prepared.

[0060] About the sample which has internal tissue (3), a cast bar 30 mm in diameter was produced by the method indicated by JP,64-17834,A using the horizontal-type continuous casting machine.

[0061] Before carrying out a shearing examination in any sample, heat treatment of 8 hours was performed at the temperature of 450 \*\*.

[0062] Table 2 this invention presentation and a comparison presentation to each presentation which it has Three different internal tissue (1), (2) And the result which the details of the internal tissue, the particle diameter of silicon particles, shearing nature, fatigue characteristics, and abrasion resistance compared is shown about each sample produced so that it might have (3). In the column of the internal tissue of Table 2, a number shows "the maximum droplet size of the mean-particle-diameter (maximum droplet size) surface of silicon particles" per mum. In the column of the internal tissue of Table 2, "C" means cast structure, "H" means hot rolling structure, and "R" means recrystallized structure.

[0063] The shearing examination carried out the visual judgment of the unevenness of a sheared surface for the sample after cutting with the shearing machine, and evaluated the defective fraction in 5000 pieces by the count.

[0064] The fatigue test and the abrasion resistant test were done after T6 processing (what carried out hardening treatment underwater and carried out aging treatment at the temperature of 180 \*\* for 8 hours after heat-treating at

$5$   
the temperature of 480 \*\* for 5 hours), respectively. The fatigue test estimated with the stress value of  $10^5$  time, after producing the dumbbell specimen (a parallel part is 8 mm in diameter, and GL is 10 mm) from the bar and asking for a S-n curve by completeness both ways (R=-1). In the abrasion resistant test, it carried out by producing a pin 28 mm in diameter on the disk made from SUJ2 which rotates by per minute 600 revolutions from a bar, pressing this pin against it by the power of 50kgf using a pin / disk-type testing machine, and measuring the decrement of weight as abrasion loss after 300-hour progress.

[0065] About shearing nature, fatigue characteristics, and abrasion resistance, a thing good for O seal and the next is shown in \*\* seal, and what was most inferior is shown for what was most excellent in the same presentation, respectively in Table 2 by x seal. When equivalent, the same sign shows.

[0066]

[Table 1]

	組成No.	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Sr	Ti
本発明組成	1	7	0.01	2.1	0.3	0.01	0.01	0.01	0.02
	2	7	0.29	2.1	0.3	0.29	0.3	0.01	0.01
	3	7	0.29	5	0.9	0.27	0.29	0.01	0.01
	4	10	0.02	2	0.3	0.01	0.01	0.01	0.02
	5	10	0.21	3	0.4	0.22	0.15	0.01	0.02
	6	10	0.29	4.9	1	0.3	0.2	0.02	0.03
	7	13	0.01	2	0.4	0.2	0.01	0.03	0.04
	8	13	0.15	4.5	0.6	0.15	0.1	0.03	0.05
	9	13	0.3	4.9	0.9	0.3	0.29	0.03	0.05
比較組成	10	7	0.32	4.9	0.3	0.28	0.28	0.03	0.05
	11	7	0.29	4.8	0.8	0.32	0.32	0.03	0.05
	12	8	0.28	4.9	0.7	0.33	0.24	0.04	0.06
	13	7	0.24	5.2	0.9	0.1	0.1	0.03	0.05
	14	7	0.24	4.8	1.3	0.1	0.1	0.03	0.05
	15	7	0.3	1.8	0.9	0.2	0.15	0.02	0.04
	16	12	0.31	4.8	1	0.23	0.22	0.03	0.03
	17	13	0.23	5.3	0.8	0.22	0.01	0.02	0.02
	18	13	0.24	2.2	1.4	0.01	0.02	0.03	0.01
	19	12	0.23	1.9	0.8	0.2	0.23	0.03	0.01
	20	15	0.2	2.1	0.32	0.02	0.1	0.03	0.04
	21	10	0.22	3.5	0.8	0.15	0.12	0.02	0.08
	22	11	0.2	3.6	0.7	0.12	0.001	0.1	0.004

[0067]

[Table 2]

	組成No.	内部組織 (1)		内部組織 (2)		内部組織 (3)		シヤー切断性			疲労特性			耐摩耗性		
								内部組織 (1)	内部組織 (2)	内部組織 (3)	内部組織 (1)	内部組織 (2)	内部組織 (3)	内部組織 (1)	内部組織 (2)	内部組織 (3)
本発明組成	1	8(28)2	R	16(32)4	R	4(8)6	C	○	△	×	○	○	△	○	○	△
	2	9(27)3	H	18(33)4	H	2(7)7	C	○	×	△	○	×	△	○	×	△
	3	5(25)1	R	19(37)4	R	1(6)5	C	○	×	△	○	×	△	○	×	△
	4	4(24)4	R	16(32)3	R	0.8(5)5	C	○	△	×	○	○	△	○	○	△
	5	7(26)2	R+H	19(29)7	R	0.9(7)6	C	○	△	×	○	△	×	○	○	△
	6	7(19)3	H	15(35)4	H	0.9(5)4	C	○	×	△	○	×	△	○	×	△
	7	4(22)5	R	17(38)5	R	0.5(4)3	C	○	△	×	○	○	△	○	○	△
	8	6(26)5	R	19(40)6	R	0.8(3)3	C	○	△	△	○	○	△	○	○	△
	9	9(29)5	R+H	14(34)7	R+H	0.2(2)1	C	○	×	△	○	×	△	○	×	△
比較組成	10	8(28)3	H	18(32)4	H	2(8)7	C	△	×	○	△	×	○	△	×	○
	11	8(29)4	R+H	18(31)5	R+H	1(7)5	C	△	×	○	△	×	○	△	×	○
	12	8(27)3	R+H	19(33)5	R+H	2(6)6	C	△	×	○	△	×	○	△	×	○
	13	7(28)4	R	19(36)5	R	1(5)5	C	○	△	○	○	△	○	○	△	○
	14	6(25)5	R+H	20(39)8	R+H	0.9(5)5	C	○	△	○	○	△	○	○	△	○
	15	7(26)4	H	18(34)7	H	0.8(6)4	C	○	△	○	○	△	○	○	△	○
	16	6(28)3	H	17(33)4	H	0.7(4)4	C	△	×	○	△	×	○	△	×	○
	17	9(27)6	H	16(34)8	H	0.9(4)3	C	○	△	○	○	△	○	○	△	○
	18	8(25)7	R+H	18(37)9	H	1(6)5	C	○	△	○	○	△	○	○	△	○
	19	7(27)4	H	19(39)6	H	0.7(5)4	C	○	△	○	○	△	○	○	△	○
	20	10(50)20	R	22(90)35	R	1.1(8)6	C	△	△	○	△	×	○	△	×	○
	21	6(24)4	R	20(38)8	R	0.9(7)5	C	△	△	○	△	×	○	△	×	○
	22	18(50)20	H	24(120)30	H	0.8(6)6	C	△	△	○	△	×	○	△	×	○

[0068]As shown in Table 2, what has internal tissue (1) in presentation No.1 of this invention presentation - 9 (this invention article), i.e., the aluminum alloy long body according to this invention. While having the shearing nature which is not in the former with the presentation and internal tissue, it turns out that it has the fatigue characteristics the former and more than equivalent, and abrasion resistance.

[0069]Next, the influence of the particle diameter of the silicon particles in a surface which is another restrictions of the internal tissue of the aluminum alloy long body of this invention is shown. The ingot produced with the pro PERUCHI casting machine forms a chill layer near the surface which touches a mold. Inside this chill layer, it distributes very minutely, and silicon particles are crystallized, and are easy to produce a crack suitable at the time of shearing. If the silicon particles inside this chill layer are grown up, the density of silicon particles will decrease and it will become easy to deflect a crack. In the long body which gave not less than 40% of workability, since a chill layer is in the range from a surface to a depth of 1.5 mm, control of the silicon particles within the limits of this is needed.

[0070]In the case where the heat treating time in the temperature of 450 °C is changed when drawing 1 produces the sample which has the above-mentioned internal tissue (1), (2), and (3) to presentation No.5 of this invention presentation shown in Table 2, The relation of the particle diameter of the greatest silicon (Si) particles and shearing defective fraction which exist in within the limits from a surface to a depth of 1.5 mm is shown.

[0071]In drawing 1, below-mentioned drawing 2, and drawing 3, a defective fraction ratio (%) is expressed with the following formulas, when based on the number of defectives of the unprocessed elegance of the sample which has internal tissue (3).

[0072]A decision criterion with poor good at the time of defective fraction ratio (%) = {(number of defectives)/(number of defectives of unprocessed elegance of internal tissue (3))} x100 shearing is shown below. Visual observation of the unevenness of a sheared surface was carried out for the sample after cutting with the shearing machine, and the number of defectives in 30000 pieces was counted. The mode to count was considered as the outside crack which a crack produces in a sample outside (peripheral surface) by cutting, and the end face crack which a crack produces in the sample end face (cutting plane) by cutting.

[0073]In order to grow up early with the mechanism in which the direction of small silicon particles is considered to be Ostwald growth in the alloy which added strontium, in the casting material using a pro PERUCHI continuous casting machine, the silicon particles of a chill layer region grow early. For this reason, in considered heat treatment within the limits, in the sample in which mean particle diameter exceeds 10 micrometers, a maximum droplet size does not exceed 30 micrometers, and the sample which has internal tissue (1) also has internal tissue (2), mean particle diameter exceeds 20 micrometers and a maximum droplet size did not exceed 40 micrometers. On the other hand, silicon particles detailed to an inside are distributing the sample which has internal tissue (3) with the high cooling rate. For this reason, the particle diameter of the maximum silicon particles in within the limits from a surface to a depth of 1.5 mm and the particle diameter of the maximum silicon particles of the whole sample were mostly in agreement.

[0074]If the particle diameter of the maximum silicon particles of within the limits to a depth of 1.5 mm becomes larger than 9 micrometers from a surface so that clearly from drawing 1, It turns out that a defective fraction will increase even if mean particle diameter is 10 micrometers or less and a maximum droplet size is 30 micrometers or less inside [ whole ] a sample, and a merit is lost to the conventional material. The result was the same although same investigation was conducted also to presentation No.2 of this invention presentation, and 8.

[0075]Next, it is shown that shearing nature changes also with hardness of the long body of an aluminum alloy. After drawing 2 carries out heat treatment of 5 hours at the temperature of 480 \*\* in producing the alloy long body of presentation No.6 of this invention presentation shown in Table 2, it changes cooling conditions and shows the shearing defective fraction of the sample which has each hardness (HRB: F scale of Rockwell hardness). A defective fraction is shown in drawing 2 about the sample which has a sample (this invention article) which has internal tissue (1), and the internal tissue (2) and (3) like drawing 1, this invention article shows good shearing nature especially in 50-90 with the F scale of Rockwell hardness. The same result was obtained although same investigation was conducted also to presentation No.2 of this invention presentation of Table 2, and 8.

[0076]When the defect of the shearing examination was investigated about the aluminum alloy long body which has the internal tissue (1) of this invention which shows in Table 2, it turned out that surface discontinuity, such as a minute crack, is acting. When observing the fracture surface, the size of the critical crack was larger than 10 micrometers at surface roughness Rmax. Preferably, in order to remove surface discontinuity, it is desirable to carry out surface cutting. However, as mentioned above, since the size of a crack is larger than 10 micrometers at surface roughness Rmax, it needs to set surface roughness to 10 micrometers or less by Rmax.

[0077]Peeling processing and dice scalping processing were performed about the sample of internal tissue (1), (2), and (3) to presentation No.3 of this invention presentation of Table 2, and 6 and 9. As a result, in internal tissue (2) and the sample of (3), dice scalping processing was impossible. Drawing 3 shows the shearing defective fraction of each sample. According to drawing 3, it turns out that the shearing defective fraction after dice scalping processing of this invention article (sample of internal tissue (1)) is low. On the character of the processing, since the level difference by \*\*\*\* arose on the surface, it is thought of that the sample after peeling processing showed the high defective fraction to the sample after dice scalping processing. Although dice scalping processing has been processed by linear velocity 60 m/min, linear velocity 10 m/min of peeling processing was a maximum.

[0078]When the ingot produced with the pro PERUCHI continuous casting machine is investigated, in order to obtain the aluminum alloy long body which has the internal tissue (1) of this invention which showed in Table 2, it turned out that it is necessary to carry out continuous casting so that secondary branch intervals of the dendrite of a cast body may be set to 40 micrometers or less. If it casts in the low cooling rate which does not fulfill this condition, as mentioned above, good shearing nature cannot be obtained. When after casting changed rolling temperature, the ingot has been processed only in a 350-500 \*\* temperature requirement. The aluminum alloy long body by above-mentioned this invention needs to consist of either of the mixed organizations of hot rolling structure, recrystallized structure, hot rolling structure, and recrystallized structure. This is clear from most of the cutting planes which produced the defect of the cast bar in the shearing examination of Table 2 having broken along the casting grain boundary. After casting, when the sample was sampled and investigated from each rolling stand, and workability was 40%, cast structure was canceled mostly.

[0079]Heat treatment for the particle diameter control of silicon particles and the control of a crystal grain by above-mentioned hardness adjustment was feasible the range of 300-480 \*\* temperature, and in 2 to 50 hours.

[0080]After performing heat treatment of 5 hours at the temperature of 480 \*\* to the aluminum alloy long body of presentation No.3 of this invention presentation, and 6 and 9 shown in Table 1 on the occasion of dice scalping processing, cooling conditions were changed and the scalping processing condition was investigated. When becoming 34 or 40 [ 30 and ] or less with the F scale of Rockwell hardness, peeling generated hardness, respectively. On the other hand, scalping processing was able to be performed as a maximum of hardness, without producing a KAPPI fracture to 98, 96, and 93 with the F scale of Rockwell hardness. However, since the possibility of trauma generating will increase if a heat treatment process is added after dice scalping processing, It is good to adjust hardness with the F scale of Rockwell hardness within the limits of 45-85 beforehand, and to adjust in consideration of work hardening at the time of dice scalping processing, so that it may become within the limits of 50-90 with the F scale of the suitable hardness for shearing, and Rockwell hardness after dice scalping processing.

[0081]The amount of dice scalping must not remove the detailed silicon particles of a surface chill layer region. Since a

chill layer was removed, or it would become easy to deflect a crack if the particles of a chill layer region are grown up, it was checked by the dice scalping examination done about the sample (this invention article) which has the internal tissue (1) which showed drawing 1 that dice scalping processing becomes difficult. For this reason, although dice scalping processing should carry out from the surface in the range whose depth is shallower than 1.5 mm, if mechanical load and material loss are taken into consideration, it is preferred that the depth carries out within the limits of 1 mm or less. When same investigation was conducted to presentation No.1 of this invention presentation shown in Table 1 - 9 and the shape of the scraps at the time of dice scalping processing was compared, the direction of presentation No.2, and 3, 5, 6 and 9 showed the shape finely divided compared with presentation No.1, and 4, 7 and 8. Iron content exceeded 0.2 mass % and dice scalping processability became good especially within the limits of 0.3 mass %.

[0082]It should be considered that the embodiment and example which were indicated above are [ no ] illustration at points, and restrictive. The range of this invention is shown by the above an embodiment or not an example but claim, and includes a claim, an equivalent meaning, and all the corrections and modification in within the limits.

[0083]

[Effect of the Invention]As mentioned above, according to this invention, it not only has high fatigue strength and high abrasion resistance, but, The material which could obtain the wear-resistant aluminum alloy long body excellent in shearing nature and dice scalping nature, for example, fitted the member with wear-resistant high demand characteristics like the piston for car air conditioners can be provided.

---

[Translation done.]

\* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

DESCRIPTION OF DRAWINGS

---

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1]It is a figure showing the relation of the particle diameter of the greatest silicon particles and shearing defective fraction which exist in within the limits from a surface to a depth of 1.5 mm.

[Drawing 2]It is a figure showing the relation between surface hardness (F scale of Rockwell hardness), and a shearing defective fraction.

[Drawing 3]It is a figure showing the shearing defective fraction after peeling processing and dice scalping processing.

[Drawing 4]It is a mimetic diagram showing peeling processing.

[Drawing 5]It is a mimetic diagram showing dice scalping processing.

---

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-27171

(P2003-27171A)

(43) 公開日 平成15年1月29日 (2003.1.29)

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームコード*(参考)	
C 2 2 C	21/02	C 2 2 C	21/02	4 E 0 9 6
B 2 1 B	3/00	B 2 1 B	3/00	J
B 2 1 C	1/00	B 2 1 C	1/00	P
B 2 2 D	11/00	B 2 2 D	11/00	E
	11/12		11/12	A
審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 11 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願2001-216763(P2001-216763)

(22) 出願日 平成13年7月17日 (2001.7.17)

(71) 出願人 000002130

住友電気工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号

(72) 発明者 佐藤 真一

愛知県刈谷市豊田町二丁目1番地 株式会  
社豊田自動織機製作所内

(72) 発明者 加藤 崇行

愛知県刈谷市豊田町二丁目1番地 株式会  
社豊田自動織機製作所内

(74) 代理人 100064746

弁理士 深見 久郎 (外4名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐摩耗性アルミニウム合金長尺体およびその製造方法ならびにカーエアコンディショナ用ピストン

(57) 【要約】

【課題】 シャー切断性に優れ、ダイス皮剥ぎ処理を施すことが可能な耐摩耗性アルミニウム合金長尺体およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 耐摩耗性アルミニウム合金長尺体は、S iを7～13質量%、鉄を0.001～0.3質量%、Cuを2.0～5.0質量%、Mgを0.3～1.0質量%、Mnを0.001～0.3質量%、Crを0.001～0.3質量%、Srを0.003～0.03質量%、Tiを0.005～0.05質量%含み、残部がAlと不可避不純物からなり、内部に存在するS i粒子の大きさが平均値で10 μm以下、最大値で30 μm以下、表層から深さ1.5 mmまでの範囲におけるS i粒子の大きさが最大値で6 μm以下の範囲にあり、Al合金の結晶組織が熱間圧延組織、再結晶組織、または、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織からなる群より選ばれた1種の組織である。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 シリコンを7質量%以上13質量%以下、鉄を0.001質量%以上0.3質量%以下、銅を2.0質量%以上5.0質量%以下、マグネシウムを0.3質量%以上1.0質量%以下、マンガンを0.001質量%以上0.3質量%以下、クロムを0.001質量%以上0.3質量%以下、ストロンチウムを0.003質量%以上0.03質量%以下、チタンを0.005質量%以上0.05質量%以下含み、残部がアルミニウムと不可避不純物からなり、内部に存在するシリコン粒子の大きさが平均値で10 $\mu$ m以下、最大値で30 $\mu$ m以下、表層から深さ1.5mmまでの範囲におけるシリコン粒子の大きさが最大値で6 $\mu$ m以下の範囲にあり、かつ、アルミニウム合金の結晶組織が熱間圧延組織、再結晶組織、および、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織からなる群より選ばれた1種の組織である、耐摩耗性アルミニウム合金長尺体。

【請求項2】 鉄を0.2質量%を超え、0.3質量%以下含む、請求項1に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体。

【請求項3】 表面硬度がロックウエル硬さのFスケールで50以上90以下の範囲内にある、請求項1または請求項2に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体。

【請求項4】 表面粗さがRmaxで10 $\mu$ m以下である、請求項1から請求項3までのいずれか1項に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体。

【請求項5】 ダイス皮剥ぎ処理が施された表面を有する、請求項1から請求項4までのいずれか1項に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体。

【請求項6】 請求項1から請求項5までのいずれか1項に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体を備えたカーエアコンディショナ用ピストン。

【請求項7】 デンドライトの2次枝間隔が40 $\mu$ m以下となるようにアルミニウム合金を連続鋳造することによって鋳造体を得る工程と、350℃以上500℃以下の温度範囲で40%以上の加工度で前記鋳造体を熱間圧延することによって圧延体を得る工程と、300℃以上480℃以下の温度範囲で2時間以上50時間以下、前記圧延体を熱処理する工程とを備える、耐摩耗性アルミニウム合金長尺体の製造方法。

【請求項8】 前記熱処理する工程の後、前記圧延体の表面にダイス皮剥ぎ処理を施す工程をさらに備える、請求項7に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体の製造方法。

【請求項9】 前記ダイス皮剥ぎ処理を施す工程の前において、前記圧延体の表面硬度がロックウエル硬さのFスケールで45以上85以下の範囲内に制御する、請求項8に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体の製造方法。

【請求項10】 前記ダイス皮剥ぎ処理を施す工程にお

いて、ダイスによる皮剥ぎ量は1mm以下である、請求項8または請求項9に記載の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、シャー切断性に優れた耐摩耗性アルミニウム合金長尺体およびその製造方法、ならびにその耐摩耗性アルミニウム合金長尺体を備えたカーエアコンディショナ用ピストンに関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】シリコンを7～13質量%、銅を2.0～5.0質量%、マグネシウムを0.3～1.0質量%含む鋳造アルミニウム合金は、軽量であるとともに、その優れた耐摩耗性と機械的特性から、これらの要求特性の高いカーエアコンディショナ用ピストン等の部材に使用されている。この種の合金では、耐摩耗性と機械的特性とを両立させるために、晶出するシリコン粒子の量を制御している。

【0003】たとえば、特開昭64-17834号公報には、その代表的な、高強度・耐摩耗性アルミニウム合金が提案されている。この公報に開示されたアルミニウム合金は、固定鋳型方式の連続鋳造法、半連続鋳造法により、高い冷却速度で鋳造して製造されるものである。この製法にて製造された鋳造棒の内部組織は、晶出したシリコン粒子の大きさが8 $\mu$ m以下であり、その大きさが揃い、かつ均一に分布したものである。このアルミニウム合金の場合、シリコン粒子の微細化のために、チタンとボロンをその合計で0.25質量%以下添加し、鋳造後、4℃/sec以上の速度で冷却して製造される。その結果、表面硬度はロックウエル硬さのFスケールで67～75に制御されている。さらに、適量の合金成分を添加してアルミニウム合金のマトリクスの靱性を高めている。これは、鋳造組織のまま用いられる鋳造棒では、凝固時にシリコン粒子が粒界に偏析しているため、シャー切断時において、クラックが、この偏析するシリコン粒子を伝って、向きを変えることによって、平滑な切断面が得られにくいという問題を解消するためである。

【0004】これらの工夫により、上記公報に開示されたアルミニウム合金は、シャーで切断する際にその剪断面が平坦となるとともに、脆状損傷を受け難い、いわゆるシャー切断性の良好なものになる。

【0005】しかしながら、上記公報に開示されたアルミニウム合金の製造方法では、鋳造後に急速冷却を行なうための設備コストが嵩むとともに、製造工程の半連続化による生産効率の低下という問題があった。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】このため、本発明者らは、上記のような急速な冷却工程を行わずに、しかも

連続鋳造時の生産効率を高めるための製造方法を研究してきた。その結果、シリコン粒子の粒度分布の範囲は広がるものの、プロペルチ型連続鋳造機に代表される可動鋳型方式の連続鋳造機と熱間圧延とを組合せた、より生産効率の高い連続鋳造法によれば、シャー切断性に優れた合金が得られることがわかった。

【0007】なお、本発明者らが研究を進めている方法によって得られる連続鋳造圧延材は、熱間圧延組織、再結晶組織、または、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織のいずれかからなるため、シャーによって切断された場合、粗大なシリコン粒子がマトリクスの粒界に偏析している従来の鋳造棒よりも良好な断面を示す。

【0008】また、鋳造法では、鋳塊の表面に発汗帯、リップルマーク、外傷等が生じる。これらの欠陥を除去しない場合、シャー切断時には切断割れが生じ、鍛造時には鍛造割れが生じ、最終製品においては、疲労強度等が低下するため、シャー切断前に表面切削処理が通常行なわれる。

【0009】このような長尺体の表面切削には、切削工具によって削り取るピーリング処理、固定したダイスによって削り取るダイス皮剥ぎ処理がある。

【0010】図4は、切削工具としてバイト2を用いて被削材1の表面を削り取るピーリング処理を示している。図5は、固定したダイス4によって被削材1の表面を削り取るダイス皮剥ぎ処理を示している。一般に、ダイス皮剥ぎ処理の方がピーリング処理よりも生産性が高い。しかし、特開昭64-17834号公報に開示された製造方法も含めて、従来から行なわれてきた固定鋳型方式による鋳造法では、以下に述べる制約から、ダイス皮剥ぎ処理を施すことは困難であるため、ピーリング処理が用いられてきた。

【0011】まず、固定鋳型方式の連続鋳造法によって製造された鋳造棒は、その組織が鋳造組織からなるため、ダイス皮剥ぎ処理を行なうことはできない。ダイス皮剥ぎ処理は、図5に示すように、1対のセンタリングダイス3と皮剥ぎダイス4から構成されるダイスを用いる。センタリングダイス3は、皮剥ぎダイス4に導入される被削材1の芯出しのために、僅かながら被削材に対して冷間加工を施す。この際、被削材としての鋳造棒は、その冷間加工に耐えることができず、破断する。

【0012】一方、連続鋳造圧延材は、熱間圧延工程によって熱間圧延組織が形成されているので、鋳造棒と比較して加工性に富み、冷間加工も可能である。しかしながら、これまでに開示された組成のアルミニウム合金では、連続鋳造圧延材をダイス皮剥ぎ処理した場合、破断や表面の剥れ(肌荒れ)等の問題が生じる。

【0013】そこで、この発明の目的は、シャー切断性に優れるとともに、ダイス皮剥ぎ処理を施すことが可能な、高い疲労強度と高い耐摩耗性とを兼ね備えた耐摩耗性アルミニウム合金長尺体およびその製造方法、ならび

にその耐摩耗性アルミニウム合金長尺体を備えたカーエアコンディショナ用ピストンを提供することである。

【0014】

【課題を解決するための手段】この発明に従った耐摩耗性アルミニウム合金長尺体は、シリコン(Si)を7質量%以上13質量%以下、鉄(Fe)を0.001質量%以上0.3質量%以下、銅(Cu)を2.0質量%以上5.0質量%以下、マグネシウム(Mg)を0.3質量%以上1.0質量%以下、マンガン(Mn)を0.001質量%以上0.3質量%以下、クロム(Cr)を0.001質量%以上0.3質量%以下、ストロンチウム(Sr)を0.003質量%以上0.03質量%以下、チタン(Ti)を0.005質量%以上0.05質量%以下含み、残部がアルミニウム(Al)と不可避不純物からなり、内部に存在するシリコン粒子の大きさが平均値で10μm以下、最大値で30μm以下、表層から深さ1.5mmまでの範囲におけるシリコン粒子の大きさが最大値で6μm以下の範囲にあり、かつ、アルミニウム合金の結晶組織が熱間圧延組織、再結晶組織、および、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織からなる群より選ばれた1種の組織である。

【0015】この発明の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体においては、特にダイス皮剥ぎ性の向上を図るためには、鉄の含有量は0.2質量%を超え、0.3質量%以下の範囲にするのが好ましい。

【0016】また、この発明の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体において、特にシャー切断性を高めるために、アルミニウム合金の表面硬度がロックウェル硬さのFスケールで50以上90以下の範囲内であることが好ましい。

【0017】さらに、シャー切断加工の際の表面凹凸によるクラック偏向を防止するために、アルミニウム合金の表面粗さをRmaxで10μm以下にするのが好ましい。

【0018】この発明に従ったカーエアコンディショナ用ピストンは、上述の構成を備えた耐摩耗性アルミニウム合金長尺体を用いるのが好ましい。

【0019】この発明に従った耐摩耗性アルミニウム合金長尺体の製造方法は、以下の工程を備える。

【0020】(a) デンドライトの2次枝間隔が40μm以下となるようにアルミニウム合金を連続鋳造することによって鋳造体を得る工程。

【0021】(b) 350℃以上500℃以下の温度範囲で40%以上の加工度で鋳造体を熱間圧延することによって圧延体を得る工程。

【0022】(c) 300℃以上480℃以下の温度範囲で2時間以上50時間以下で、圧延体を熱処理する工程。

【0023】上記の製造方法を用いてアルミニウム合金長尺体を製造することによって、得られた圧延体のダイ

ス皮剥ぎ処理が容易になる。

【0024】因みに、特開昭64-17834号公報に開示されたアルミニウム合金にも、ミクロに見れば僅かにデンドライト状2次粒子が羽毛状晶として存在しているが、マクロに見れば柱状晶を主体とする組織であり、本発明によって得られるアルミニウム合金の組織とは異なる。

【0025】さらに、この発明の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体の製造方法においては、熱処理する工程の後、圧延体の表面にダイス皮剥ぎ処理を施すのが好ましい。

【0026】ダイス皮剥ぎ処理を行なう場合には、ダイス皮剥ぎ処理を施す工程の前において、圧延体の表面硬度をロックウエル硬さのFスケールで45以上85以下の範囲内に制御するのが好ましい。また、ダイス皮剥ぎ処理を施す工程において、ダイスによる皮剥ぎ量は1mm以下であるのが好ましい。

【0027】本発明の耐摩耗性アルミニウム合金長尺体は、たとえば、カーエアコンディショナ用ピストンのように耐摩耗性の要求特性の高い用途に適している。すなわち、連続鍛造圧延されることにより、得られたアルミニウム合金の組織に生じる長手方向の流れ（整列）に直交する加工面を、摺動面とする部分、たとえば、斜板式コンプレッサのピストンにおけるシュー受け部に配置することによって、耐摩耗性が飛躍的に向上する。

【0028】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の実施の形態について詳細に述べる。

【0029】本発明のアルミニウム合金における各成分元素の含有量の限定理由は以下のとおりである。

【0030】銅とマグネシウムの添加は強度を決定し、これらの量が少なすぎると強度が不足し、多すぎると脆化挙動を示す。たとえば、カーエアコンディショナ用ピストンのように高い耐摩耗性が要求される用途では、耐摩耗性とダイス皮剥ぎ性を考慮すると、銅の含有量が2.0質量%以上5.0質量%以下、マグネシウムの含有量が0.3質量%以上1.0質量%以下の範囲内である必要がある。

【0031】シリコンは、その添加量、粒径、粒径分布が耐摩耗性と疲労強度に影響を与える。粒径と粒径分布の制御は、製造方法に依存するところが大きく、特開昭64-17834号公報では、比較的高い冷却速度で鍛造することによって行なわれる。一方、本発明では、冷却速度の分布やばらつきを許容するため、晶出するシリコン粒子のサイズが大きくなる傾向があるが、特開昭64-17834号公報に開示された製造方法とは異なり、ストロンチウムの添加によってシリコン粒子のサイズが大きくなるのを抑制し、さらにシリコン粒子の粒径のばらつきを熱処理により緩和することによって、シリコン粒子の粒径と粒径分布を制御することができる。但

し、ストロンチウムは初晶シリコンの微細化に対して有効であるが、その添加量は0.003質量%以上0.03質量%以下の範囲内とする。ストロンチウムの含有量が0.03質量%を超えると、シリコン粒子の微細化効果が飽和するとともにガス吸収が激しくなる。また、ストロンチウムの含有量が0.003質量%未満であれば、シリコン粒子の微細化効果が認められない。

【0032】本発明のアルミニウム合金の場合には、シリコンの添加量の上限値は共晶組成に限られる。このため、非平衡状態の凝固においては共晶点の拡大が認められるので、シリコンの含有量の上限値は13質量%とする。一方、シリコンの含有量が少ないと、アルミニウム合金初晶（ $\alpha$ 相）は粗大化するので、シリコンの含有量の下限値を7質量%とする。

【0033】チタンは $\alpha$ 相を微細化するために必要である。チタンの含有量は0.005質量%より少ない場合には、その微細化効果が小さく、また0.05質量%を超えて添加してもその効果は小さい。

【0034】鉄の含有量は0.001質量%以上0.3質量%以下、マンガンの含有量は0.001質量%以上0.3質量%以下、クロムの含有量は0.001質量%以上0.3質量%以下とする。

【0035】鉄の含有量が多すぎると、アルミニウム合金の凝固時に合金中の他の添加元素と粗大な晶出物を形成しやすくなり、合金の機械的特性を損なう可能性があるため、鉄の含有量を0.3質量%以下とする。したがって、鉄と粗大な晶出物を形成するマンガンやクロムの含有量についても、同じ理由で0.3質量%以下とする。

【0036】なお、シャー切断性と皮剥ぎ性を共に向上させるためには、鉄の含有量は、0.2質量%を越え、0.3質量%以下とするのが望ましい。

【0037】さらに、本発明では、シャー切断時のクラックの偏向現象を未然に防ぐために、また後述するダイス皮剥ぎ性を確保するために、内部に存在するシリコン粒子の大きさを平均値で10 $\mu$ m以下、最大値で30 $\mu$ m以下とするとともに、表層から深さ1.5mmまでの範囲におけるシリコン粒子の大きさを最大値で6 $\mu$ m以下とする。

【0038】このようにシリコン粒子のサイズを制御しなければ、本発明のアルミニウム合金組成の範囲内でも、銅とマグネシウムの含有量が、それぞれ3.0質量%以上、0.5質量%以上になると、優れたシャー切断性と共に優れたダイス皮剥ぎ性を兼ね備えたアルミニウム合金を得ることができない。その理由と本発明のアルミニウム合金の組織との関係については、以下のように考えられる。

【0039】アルミニウム合金の内部に30 $\mu$ mを超えるような大きなシリコン粒子が存在すると、シャー切断時においてクラックが偏向しやすくなる。さらに、シャ

一切断の初期の段階、すなわち表面に剪断力が負荷された時点で、適正なクラックを生じさせないと材料の変形が大きくなり、大きなシリコン粒子の周りに空隙が生じやすくなるとともに、シリコン粒子が破損し、クラックが偏向する。このように材料の変形量が大きくなると、 $30\mu\text{m}$ よりも小さいシリコン粒子もクラック偏向の原因となる。このため、クラック偏向と変形が互いに影響し合う現象が生じやすくなる。したがって、シャー切断の初期の段階で適正なクラックを生じさせるためには、表層から少なくとも深さ $1.5\text{mm}$ までの範囲に存在するシリコン粒子の大きさを最大値でも $6\mu\text{m}$ 以下とする必要がある。

【0040】なお、このとき、シリコン粒子は特開昭64-17834号公報に開示されたアルミニウム合金の鋳造後に見られるように、シリコン粒子がマトリックスの結晶粒界に高密度に晶出した共晶組織であると、クラックは容易に結晶粒界に沿って、言い換えれば高密度なシリコン粒子の領域を伝って、偏向して進展するので切断破面の平滑性が失われる。したがって、シャー切断時にクラックの偏向を生じさせることなく、シャー切断を行なうために本発明のアルミニウム合金は、鋳造組織を解消した熱間圧延組織、再結晶組織、または、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織のいずれかの組織を備えるように制御される。

【0041】材料の硬度もシャー切断性に影響を与える。上述したように、シャー切断の初期の段階でクラックが発生する前において材料の変形量が大きくなると、 $30\mu\text{m}$ よりも小さいシリコン粒子もクラックを偏向させるように作用する。このため、表面硬度はロックウエル硬さのFスケールで50以上であるのが好ましい。一方、表面硬度がロックウエル硬さのFスケールで90より大きくなると、材料の表層での初期クラックの発生が表面粗さに過敏になるため、表面硬度の範囲はロックウエル硬さのFスケールで50以上90以下であるのが好ましい。

【0042】材料の表面粗さもシャー切断性に影響を与えるため、 $R_{\text{max}}$ で $10\mu\text{m}$ 以下であるのが好ましい。

【0043】本発明では、最もシャー切断性に優れるものとして、上述の特徴を有するアルミニウム合金長尺体をさらにダイス皮剥ぎ処理したものを提案する。ダイス皮剥ぎ処理は、表面欠陥を除去するとともに、ピーリング処理では必然的に生じる螺旋状の挽き目段差を生じさせないため、この段差に伴ってシャー切断時にクラックの偏向を引き起こさせない。

【0044】ダイス皮剥ぎ処理時に生じる材料の破断は、機械的な強度を高めるために添加される銅とマグネシウムを多量に含む場合に、これらの成分の加工硬化能が高いために、アルミニウム合金が加工限界に達して生じるものである。この破断を防止するためには、通常、

軟化処理によって硬度を下げる必要がある。一方、軟化処理によって硬度が下がると、ダイス皮剥ぎ処理時に剥れが生じやすくなる。これらの相反する課題を克服するために、本発明では上述したようにシリコン粒子のサイズを制御する。

【0045】すなわち、本発明者らがダイス皮剥ぎ処理時の材料破断の改善と、剥れの発生の抑制に関して調査を進めた結果、まず、材料破断には、材料内部に存在するシリコン粒子の大きさが関与していることがわかった。すなわち、 $30\mu\text{m}$ を超える大きさのシリコン粒子が材料の内部に存在すると、材料は容易にカッピ破断する。このため、シリコン粒子の大きさは最大値でも $30\mu\text{m}$ 以下にし、好ましくは $20\mu\text{m}$ 以下とする。

【0046】また、剥れの発生を抑制するためには、材料の表面硬度を高めることが有効であり、ダイス皮剥ぎ時の加工硬化を考慮して、ダイス皮剥ぎ処理中に破断しない範囲内で表面硬度を向上させるのが望ましい。具体的には、銅とマグネシウムの含有量によって適正な硬度は異なるものの、ダイス皮剥ぎ処理後の表面硬度をシャー切断に適した硬さとしてロックウエル硬さのFスケールで50以上90以下にするために、ダイス皮剥ぎ処理前の表面硬度をロックウエル硬さのFスケールで45以上85以下の範囲内に調整するのが好ましい。

【0047】さらに、皮剥ぎ処理後の表面を平滑にするためには、除去する表層に存在するシリコン粒子の大きさを最大値でも $6\mu\text{m}$ 以下とする。表層においてシリコン粒子の大きさが $6\mu\text{m}$ を超えると、シャー切断時にクラックが偏向しやすくなると同時に、ダイス皮剥ぎ処理時にシリコン粒子の大きな引きずり傷が発生する。

【0048】これらのシリコン粒子のサイズの制御により、良好な皮剥ぎ処理が可能となる。

【0049】なお、このようなシリコン粒子のサイズの制御は、鋳造組織をベースに行なったとしても、本発明のような優れたシャー切断性とダイス皮剥ぎ性の材料を得ることはできない。すなわち、本発明のアルミニウム合金では、その結晶組織が熱間圧延組織、再結晶組織、または、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織のいずれかの組織から構成されるために、シャー切断性とダイス皮剥ぎ性の両者に優れたアルミニウム合金を得ることができる。

【0050】また、ダイス皮剥ぎ処理時の皮剥ぎ量も製造上の重要な条件の1つとなる。皮剥ぎ量が過大になると、皮剥ぎダイスにおいて抵抗が増大し、材料が破断するとともに、材料損失が多くなるので、 $1\text{mm}$ 以下であるのが好ましい。さらに好ましくは、表面欠陥を除去するためには、皮剥ぎ量は $0.01\text{mm}$ 以上 $1\text{mm}$ 以下である。

【0051】上述のアルミニウム合金の内部組織を得るためには、基本的には可動鋳型方式の鋳造機と熱間圧延機とを組合せた連続鋳造圧延方式を用いて、アルミニウ

ム合金長尺体を製造するのがよい。これは、バッチ方式の鍛造と圧延とを行なう方法を採用すると、再結晶粒子が大きくなりやすく、得られた材料の冷間加工が困難になるためである。

【0052】但し、鍛造時の冷却速度は、デンドライトの2次枝間隔が $40\mu\text{m}$ 以下になるように制御されなければ、上述のように制御されたシリコン粒子のサイズを得ることはできない。このようにデンドライトの2次枝間隔を $40\mu\text{m}$ 以下とした場合には、鍛造後に析出する鉄系の化合物のサイズも小さくなる。本発明のアルミニウム合金の基本成分からなる組成物を用いて本発明の連続鍛造圧延方式によって長尺体を製造する場合、鍛造において、このデンドライトの2次枝間隔を特別に制御しないと、鉄系の化合物のサイズは粗大化しやすくなる。したがって、デンドライトの2次枝間隔を制御しない場合には、鉄の含有量を0.2質量%以下に抑制しないと、本発明によるシャー切断性とダイス皮剥ぎ性を達成することができない。この場合、鍛造時に鉄と化合物を形成するマンガンとクロムも同様に0.25質量%以下の含有量に抑制する必要がある。

【0053】しかしながら、本発明の製造方法においては、デンドライト2次枝間隔を $40\mu\text{m}$ 以下に制御することによって、鉄の含有量を0.3質量%まで、マンガンをクロムの含有量を、それぞれ、0.3質量%まで高めることが可能となり、上述のように特に鉄の含有量が0.2質量%を超え、0.3質量%以下の領域でも、シャー切断性とダイス皮剥ぎ性の両者に優れた合金が得られるようになる。

【0054】但し、鉄の含有量が0.3質量%より多くなると、 $20\mu\text{m}$ を超える大きさの鉄系の化合物が生成し、粗大なシリコン粒子と同様に、ダイス皮剥ぎ処理時にカッピ破断の原因となる。

【0055】さらに、本発明の製造方法においては、鍛造後、圧延温度を $350^{\circ}\text{C}$ 以上 $500^{\circ}\text{C}$ 以下の範囲にして40%以上の加工度で熱間圧延を行なう。この加工度は、鍛造組織を、熱間圧延組織、再結晶組織、または、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織にするために必要な加工度である。圧延温度を上記の範囲とするのは、 $350^{\circ}\text{C}$ 未満では加工硬化により圧延が困難となり、 $500^{\circ}\text{C}$ を超えると粒界割れにより圧延が困難となるためである。熱間圧延終了後のアルミニウム合金は、コイル状に巻き取っても、または定尺に切断して棒材にしてもよいが、ダイス皮剥ぎ処理の利点を生かすためにはコイル状に巻くのが好ましい。

【0056】コイル状または棒材のアルミニウム合金は、硬度調整、シリコン粒子の粒径の調整、結晶粒の制御のために、 $300^{\circ}\text{C}$ 以上 $480^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲で、2時間以上50時間以下の範囲で熱処理が施される。熱処理温度が $300^{\circ}\text{C}$ 未満では、熱処理時間が極端に長くなり過ぎる。一方、熱処理温度が $480^{\circ}\text{C}$ を超えると、

凝固時に非平衡状態で晶出した銅系化合物が平衡状態に移行する際に、物質収支の差により小さなボイドを生じさせるとともに、固溶する銅の量が増えるためである。ダイス皮剥ぎ処理時に生成したボイドは破壊の起点となり、また固溶した銅は加工硬化能を大きくするので、ダイス皮剥ぎ処理を困難にする。

【0057】

【実施例】以下、本発明の実施例を説明する。

【0058】表1に示す本発明組成と比較組成(単位:質量%)の各組成に対して、3種類の異なる内部組織を有する試料を作製した。なお、内部組織3種類の特徴については、組成No.に対応させて表2の左側の欄に示した通りである。内部組織(1)と(2)を有する試料は、プロペルチ連続鍛造機により作製した。内部組織(3)を有する試料は、横型連続鍛造機により作製した。

【0059】プロペルチ連続鍛造機で作製される鍛造材の断面積は $3500\text{mm}^2$ で、溶湯の鍛造機への鍛湯温度は $650^{\circ}\text{C}$ ~ $690^{\circ}\text{C}$ とした。プロペルチ連続鍛造機で作製された鍛造材は、凝固完了後5分以内に $420^{\circ}\text{C}$ の温度で熱間圧延して、直径 $30\text{mm}$ の長尺体とした。この長尺体を直径 $1.7\text{m}$ のコイル状に巻き取った。このときの加工度は、減面率で80%であった。なお、プロペルチ連続鍛造機を用いた試料の作製に際しては、内部組織(1)はデンドライトの2次枝間隔が $40\mu\text{m}$ 以下となるように連続鍛造したもの、内部組織(2)はデンドライトの2次枝間隔が $50\mu\text{m}$ 以下となるように連続鍛造したものとした。内部組織(1)においては、より早い冷却速度を達成するためにプロペルチ鍛造機の冷却ノズル数の増加、冷却水量の増加とともに、鍛造材質を鋼合金から銅合金に変更して作製したものを準備した。

【0060】また、内部組織(3)を有する試料については、横型連続鍛造機を用いて特開昭64-17834号公報に開示された方法で直径 $30\text{mm}$ の鍛造棒を作製した。

【0061】いずれの試料にも、シャー切断試験を実施する前に $450^{\circ}\text{C}$ の温度で8時間の熱処理を施した。

【0062】表2は、本発明組成と比較組成を有するそれぞれの組成に対して、3つの異なる内部組織(1)、(2)および(3)を有するように作製した各試料について、その内部組織の詳細とシリコン粒子の粒径、シャー切断性、疲労特性、耐摩耗性の比較した結果を示したものである。表2の内部組織の欄において、数字は、「シリコン粒子の平均粒径(最大粒径)表層の最大粒径」を $\mu\text{m}$ 単位で示したものである。また、表2の内部組織の欄において「C」は鍛造組織、「H」は熱間圧延組織、「R」は再結晶組織を意味する。

【0063】シャー切断試験は、試料をシャー切断機により切断後、剪断面の凹凸を目視判定し、5000個中

の不良率をカウントで評価した。

【0064】また、疲労試験、耐摩耗性試験は、それぞれT6処理（温度480℃で5時間熱処理した後、水中に焼入れ処理し、温度180℃で8時間時効処理したもの）後、行なった。疲労試験では、棒材からダンベル試験片（平行部が直径8mm、GLが10mm）を作製し、完全両振り（ $R=-1$ ）でS-n曲線を求めた後、 $10^5$ 回の応力値で評価した。耐摩耗性試験では、ピン／ディスク式の試験機を用い、毎分600回転で回転するSUJ2製のディスクに、棒材から直径28mmのピ\*10

\*ンを作製し、このピンを50kgfの力で押し当てて300時間経過後の摩耗量として重量の減少量を測定することによって行なった。

【0065】シャー切断性、疲労特性、耐摩耗性については、それぞれ同一組成で最も優れていたものを○印、次に良いものを△印、最も劣っていたものを×印で表2に示している。なお、同等である場合は同一の記号で示している。

【0066】

【表1】

組成No.	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Sr	Ti
本発明組成	1	7	0.01	2.1	0.3	0.01	0.01	0.02
	2	7	0.29	2.1	0.3	0.29	0.3	0.01
	3	7	0.29	5	0.9	0.27	0.29	0.01
	4	10	0.02	2	0.3	0.01	0.01	0.02
	5	10	0.21	3	0.4	0.22	0.15	0.01
	6	10	0.29	4.9	1	0.3	0.2	0.02
	7	13	0.01	2	0.4	0.2	0.01	0.03
	8	13	0.15	4.5	0.6	0.15	0.1	0.03
	9	13	0.3	4.9	0.9	0.3	0.29	0.03
比較組成	10	7	0.32	4.9	0.3	0.28	0.28	0.03
	11	7	0.29	4.8	0.8	0.32	0.32	0.03
	12	8	0.28	4.9	0.7	0.33	0.24	0.04
	13	7	0.24	5.2	0.9	0.1	0.1	0.03
	14	7	0.24	4.8	1.3	0.1	0.1	0.03
	15	7	0.3	1.8	0.9	0.2	0.15	0.02
	16	12	0.31	4.8	1	0.23	0.22	0.03
	17	13	0.23	5.3	0.8	0.22	0.01	0.02
	18	13	0.24	2.2	1.4	0.01	0.02	0.03
	19	12	0.23	1.9	0.8	0.2	0.23	0.03
	20	15	0.2	2.1	0.32	0.02	0.1	0.03
	21	10	0.22	3.5	0.8	0.15	0.12	0.02
	22	11	0.2	3.6	0.7	0.12	0.001	0.1

【0067】

【表2】

組成 No.	内部組織 (1)			内部組織 (2)			内部組織 (3)			シャ－切断性			疲労特性			耐摩耗性		
										内部 組織 (1)	内部 組織 (2)	内部 組織 (3)	内部 組織 (1)	内部 組織 (2)	内部 組織 (3)	内部 組織 (1)	内部 組織 (2)	内部 組織 (3)
本 発 明 組 成	1	8(28)2	R	16(32)4	R	4(8)6	G	○	△	×	○	○	△	○	○	△	○	△
	2	9(27)3	H	18(33)4	H	2(7)7	G	○	×	△	○	×	△	○	×	△	○	△
	3	5(25)1	R	19(37)4	R	1(6)5	G	○	×	△	○	×	△	○	×	△	○	△
	4	4(24)4	R	16(32)3	R	0.8(5)5	G	○	△	×	○	○	△	○	○	△	○	△
	5	7(26)2	R+H	19(29)7	R	0.9(7)6	G	○	△	×	○	△	×	○	△	○	△	○
	6	7(19)3	H	15(35)4	H	0.9(5)4	G	○	×	△	○	×	△	○	×	△	○	△
	7	4(22)5	R	17(38)5	R	0.5(4)3	G	○	△	×	○	○	△	○	○	△	○	△
	8	6(26)5	R	19(40)6	R	0.8(3)3	G	○	△	△	○	○	△	○	○	△	○	△
	9	9(29)6	R+H	14(34)7	R+H	0.2(2)1	G	○	×	△	○	×	△	○	×	△	○	△
比 較 組 成	10	8(28)3	H	18(32)4	H	2(8)7	G	△	×	○	△	×	○	△	×	○	△	○
	11	8(29)4	R+H	18(31)5	R+H	1(7)5	G	△	×	○	△	×	○	△	×	○	△	○
	12	8(27)3	R+H	19(33)5	R+H	2(6)6	G	△	×	○	△	×	○	△	×	○	△	○
	13	7(28)4	R	19(36)5	R	1(5)5	G	○	△	○	○	△	○	○	△	○	△	○
	14	6(25)5	R+H	20(39)8	R+H	0.9(5)5	G	○	△	○	○	△	○	○	△	○	△	○
	15	7(26)4	H	18(34)7	H	0.8(6)4	G	○	△	○	○	△	○	○	△	○	△	○
	16	6(28)3	H	17(33)4	H	0.7(4)4	G	△	×	○	△	×	○	△	×	○	△	○
	17	9(27)6	H	16(34)8	H	0.9(4)3	G	○	△	○	○	△	○	○	△	○	△	○
	18	8(25)7	R+H	18(37)9	H	1(6)5	G	○	△	○	○	△	○	○	△	○	△	○
	19	7(27)4	H	19(39)6	H	0.7(5)4	G	○	△	○	○	△	○	○	△	○	△	○
	20	10(50)20	R	22(90)35	R	1.1(8)6	G	△	△	○	△	×	○	△	×	○	△	○
	21	6(24)4	R	20(38)8	R	0.9(7)5	G	△	△	○	△	×	○	△	×	○	△	○
	22	18(50)20	H	24(120)30	H	0.8(6)6	G	△	△	○	△	×	○	△	×	○	△	○

【0068】表2からわかるように、本発明組成の組成No. 1～9において内部組織(1)を有するもの(本発明品)、すなわち本発明に従ったアルミニウム合金長尺体は、その組成と内部組織により、従来にはないシャ－切断性を有するとともに、従来と同等以上の疲労特性と耐摩耗性を有していることがわかる。

【0069】次に、本発明のアルミニウム合金長尺体の内部組織のもう1つの制約である、表層におけるシリコン粒子の粒径の影響について示す。プロペルチ鋳造機で作製した鋳塊は、鋳型と接する表面近傍にチル層を形成する。このチル層内部では、シリコン粒子は非常に微細に分散して晶出し、シャ－切断時に適切なクラックが生じやすくなっている。このチル層内部のシリコン粒子を成長させると、シリコン粒子の密度が減少し、クラックが偏向しやすくなる。40%以上の加工度を与えた長尺体では、チル層は表層から深さ1.5mmまでの範囲にあるため、この範囲内のシリコン粒子の制御が必要となる。

【0070】図1は、表2に示した本発明組成の組成No. 5に対して、上述の内部組織(1)、(2)および(3)を有する試料を作製する際に、温度450℃での熱処理時間を変化させた場合において、表層から深さ1.5mmまでの範囲内に存在する最大のシリコン(Si)粒子の粒径とシャ－切断不良率との関係を示す。

【0071】なお、図1、後述の図2および図3において、不良率比(%)は、内部組織(3)を有する試料の無処理品の不良個数を基準とした場合に以下の式で表わされるものである。

【0072】不良率比(%) = {(不良個数) / (内部

組織(3)の無処理品の不良個数)} × 100

シャ－切断時の良不良の判断基準を以下に示す。試料をシャ－切断機により切断後、剪断面の凹凸を目視観察し、30000個中の不良個数をカウントした。なお、カウントするそのモードは、切断により試料外形(周面)に割れが生じる外形割れと、切断により試料端面(切断面)に割れが生じる端面割れとした。

【0073】ストロンチウムを添加した合金では、小さなシリコン粒子の方がオストワルド成長と考えられる機構により早く成長するため、プロペルチ連続鋳造機を用いた鋳造材ではチル層領域のシリコン粒子が早く成長する。このため、検討した熱処理範囲内では、内部組織

(1)を有する試料でも平均粒径が10μm、最大粒径が30μmを超えることはなく、内部組織(2)を有する試料においても平均粒径が20μm、最大粒径が40μmを超えることはなかった。一方、内部組織(3)を有する試料は、高い冷却速度により内部まで微細なシリコン粒子が分散している。このため、表層から深さ1.5mmまでの範囲内での最大シリコン粒子の粒径と試料全体の最大シリコン粒子の粒径とはほぼ一致していた。

【0074】図1から明らかなように、表層より深さ1.5mmまでの範囲内の最大シリコン粒子の粒径が6μmよりも大きくなると、たとえ、試料の内部全体で平均粒径が10μm以下、最大粒径が30μm以下であっても不良率が増加し、従来の材料に対してメリットがなくなることがわかる。なお、本発明組成の組成No. 2と8に対しても同様の調査を実施したが、結果は同様であった。

【0075】次に、アルミニウム合金の長尺体の硬さに

よってもシャー切断性が異なることについて示す。図2は、表2に示す本発明組成の組成No. 6の合金長尺体を作製するに当って、温度480℃で5時間の熱処理を実施した後、冷却条件を変化させて、それぞれの硬度

(HRB:ロックウェル硬さのFスケール)を有する試料のシャー切断不良率を示すものである。図2には、図1と同様に、内部組織(1)を有する試料(本発明品)、内部組織(2)および(3)を有する試料について不良率を示す。本発明品は、ロックウェル硬さのFスケールで50~90の範囲で特に良好なシャー切断性を示している。表2の本発明組成の組成No. 2と8に対しても同様の調査を実施したが、同様の結果を得た。

【0076】表2に示す本発明の内部組織(1)を有するアルミニウム合金長尺体についてシャー切断試験の不良を調査すると、微小な傷等の表面欠陥が作用していることがわかった。破断面を観察すれば、クリティカルな傷の大きさは、表面粗さRmaxで10μmよりも大きいものであった。好ましくは、表面欠陥を取り除くために、表面切削を実施することが望ましい。但し、上述のように、傷の大きさは、表面粗さRmaxで10μmよりも大きいものであるため、表面粗さをRmaxで10μm以下にする必要がある。

【0077】表2の本発明組成の組成No. 3と6と9に対して、内部組織(1)、(2)および(3)の試料について、ピーリング処理、ダイス皮剥ぎ処理を施した。この結果、内部組織(2)と(3)の試料では、ダイス皮剥ぎ処理が不可能であった。図3は、それぞれの試料のシャー切断不良率を示す。図3によれば、本発明品(内部組織(1)の試料)のダイス皮剥ぎ処理後のシャー切断不良率が低いことがわかる。ピーリング処理後の試料が、ダイス皮剥ぎ処理後の試料に対して、高い不良率を示したのは、その処理の性質上、表面に刃境による段差が生じたためと考えられる。なお、ダイス皮剥ぎ処理は線速度60m/minで加工できたが、ピーリング処理は線速度10m/minが上限であった。

【0078】プロペルチ連続铸造機で作製した鋳塊を調査したところ、表2に示した本発明の内部組織(1)を有するアルミニウム合金長尺体を得るためには、铸造体のデンドライトの2次枝間隔が40μm以下となるように連続铸造する必要があることがわかった。この条件を満たさない低い冷却速度で铸造すると、上述したように良好なシャー切断性を得ることができない。铸造後は、圧延温度を変化させたところ、鋳塊は350~500℃の温度範囲においてのみ加工できた。さらに、上述の本発明によるアルミニウム合金長尺体は、熱間圧延組織、再結晶組織、熱間圧延組織と再結晶組織の混合組織のいずれかからなる必要がある。これは、表2のシャー切断試験において铸造棒の不良を生じた切断面のその殆どが铸造粒界に沿って割れていたことから明らかである。铸造後、各圧延スタンドから試料をサンプリングし、調査

したところ、加工度が40%の時点で铸造組織がほぼ解消されていた。

【0079】上述の硬度調整で、シリコン粒子の粒径調整、結晶粒の制御のための熱処理は、温度300~480℃の範囲、2~50時間の範囲で実施可能であった。

【0080】ダイス皮剥ぎ処理に際しては、表1に示す本発明組成の組成No. 3と6と9のアルミニウム合金長尺体に対して、温度480℃で5時間の熱処理を施した後、冷却条件を変化させて皮剥ぎ処理条件を調査した。それぞれ硬度はロックウェル硬さのFスケールで30、34、40以下となる場合に剥れが発生した。一方、硬度の上限としては、ロックウェル硬さのFスケールで98、96、93までカッピ破断を生じることなく、皮剥ぎ処理を行なうことができた。しかし、ダイス皮剥ぎ処理後、熱処理工程を加えると、外傷発生の可能性が増すので、ダイス皮剥ぎ処理時の加工硬化を考慮して、予めロックウェル硬さのFスケールで45~85の範囲内に硬度を調整して、ダイス皮剥ぎ処理後においてシャー切断に適切な硬度、ロックウェル硬さのFスケールで50~90の範囲内になるように調整するのがよい。

【0081】なお、ダイス皮剥ぎ量は、表面のチル層領域の微細なシリコン粒子を除去してはならない。チル層を除去する、またはチル層領域の粒子を成長させると、クラックが偏向しやすくなるため、ダイス皮剥ぎ処理が困難になることは、図1に示した内部組織(1)を有する試料(本発明品)について行なわれたダイス皮剥ぎ試験により確認された。このため、ダイス皮剥ぎ処理が表層から深さが1.5mmより浅い範囲で行なうべきであるが、機械的負荷、材料損失を考慮すれば、深さが1mm以下の範囲内で行なうのが好ましい。なお、表1に示す本発明組成の組成No. 1~9に対して同様の調査を実施し、ダイス皮剥ぎ処理時の切屑の形状を比較したところ、組成No. 2、3、5、6、9の方が組成No. 1、4、7、8に比べて細かく分断された形状を示した。ダイス皮剥ぎ処理性は鉄の含有量が0.2質量%を越え0.3質量%の範囲内で特に良好になった。

【0082】以上に開示された実施の形態や実施例はすべての点で例示であって制限的なものではないと考慮されるべきである。本発明の範囲は、以上の実施の形態や実施例ではなく、特許請求の範囲によって示され、特許請求の範囲と均等の意味および範囲内でのすべての修正や変形を含む。

【0083】

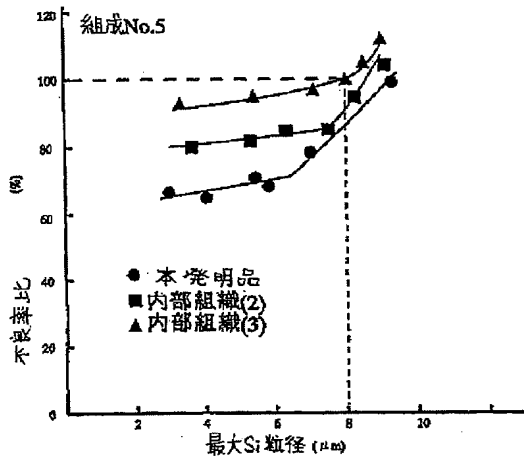
【発明の効果】以上のように、本発明によれば、高い疲労強度と高い耐摩耗性とを備えるだけでなく、シャー切断性とダイス皮剥ぎ性に優れた耐摩耗性アルミニウム合金長尺体を得ることができ、たとえば、カーエアコンディショナ用ピストンのような耐摩耗性の要求特性の高い部材に適した材料を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

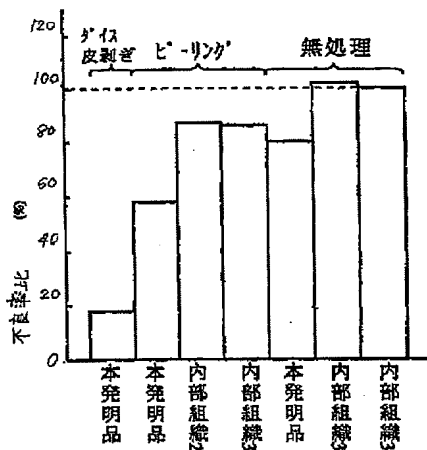
【図1】 表層から深さ1.5mmまでの範囲内に存在する最大のシリコン粒子の粒径とシャー切断不良率との関係を示す図である。

【図2】 表面硬度（ロックウェル硬さのFスケール）\*

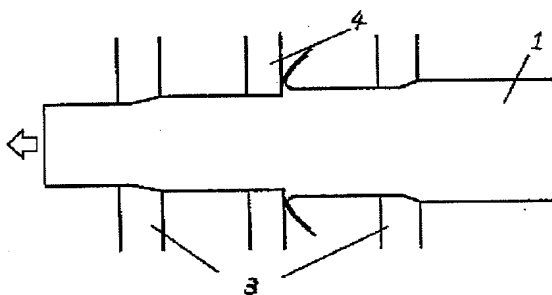
【図1】



【図3】



【図5】



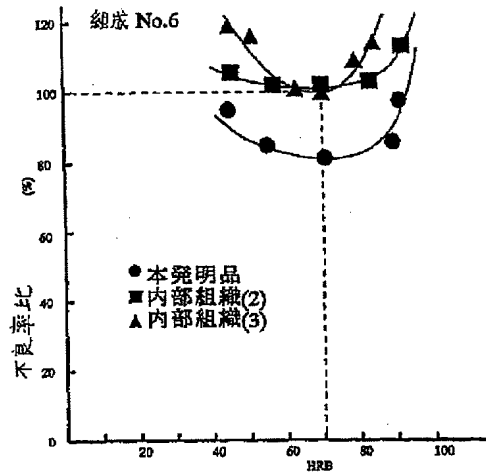
\* とシャー切断不良率との関係を示す図である。

【図3】 ピーリング処理、ダイス皮剥ぎ処理の後のシャー切断不良率を示す図である。

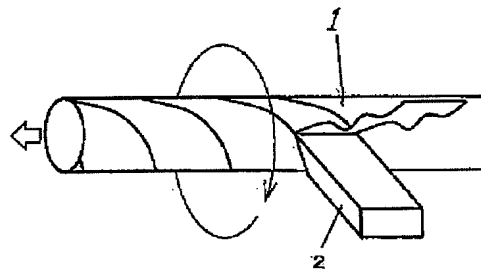
【図4】 ピーリング処理を示す模式図である。

【図5】 ダイス皮剥ぎ処理を示す模式図である。

【図2】



【図4】



## フロントページの続き

(51)Int. Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 F 1/043		C 2 2 F 1/043	
// C 2 2 F 1/00	6 3 0	1/00	6 3 0 D
	6 5 1		6 5 1 B
	6 9 1		6 9 1 B
			6 9 1 C
	6 9 4		6 9 4 A
			6 9 4 B

(72)発明者 出戸 紀一  
愛知県刈谷市豊田町二丁目 1 番地 株式会  
社豊田自動織機製作所内

(72)発明者 野尻 昌志  
愛知県刈谷市豊田町二丁目 1 番地 株式会  
社豊田自動織機製作所内

(72)発明者 池田 利哉  
大阪市此花区島屋一丁目 1 番 3 号 住友電  
気工業株式会社大阪製作所内

(72)発明者 中井 由弘  
大阪市此花区島屋一丁目 1 番 3 号 住友電  
気工業株式会社大阪製作所内

(72)発明者 岸川 義喜  
富山県新湊市奈呉之江10-2 富山住友電  
工株式会社内

(72)発明者 宇都宮 清高  
富山県新湊市奈呉之江10-2 富山住友電  
工株式会社内

F ターム(参考) 4E096 EA05 EA12 EA14 HA30 KA10  
KA19